

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ ТИТАНА ВТИ-2

Рахимова Л.Р., Корелин А.В., Водолазский Ф.В.

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет имени первого
Президента России Б.Н.Ельцина», г. Екатеринбург

f.v.vodolazskiy@urfu.ru

В работе изучалось изменение структуры и фазового состава при получении листов из супер α_2 сплава ВТИ-2. Было обнаружено, что в листах сплава ВТИ-2 после горячей прокатки при температуре 1060°C и охлаждении на воздухе формируется трехфазное $O+\beta+(\alpha_2)$ состояние, обнаружена рекристаллизация зерен β -фазы. Во время последеформационного охлаждения происходит распад высокотемпературной β -фазы с образованием большого количества низкотемпературной O -фазы. Обнаружено, что введение дополнительного последеформационного отжига на этапе пакетной прокатки листов сплава ВТИ-2 способствует стабилизации высокотемпературной β -фазы, что позволяет избежать ее распада во время охлаждения пакета.

Титановые сплавы на интерметаллидной основе (Ti_3Al) + Nb являются перспективными конструкционными материалами для авиакосмической техники, предназначенными для эксплуатации при температурах до 750 °C.

Представителями данного класса сплавов являются сплавы типа супер α_2 [1]. Комплекс их свойств определяется присутствием в структуре после определенных термических обработок трех упорядоченных фаз: твердой и очень хрупкой α_2 - фазы (Ti_3Al), а также имеющих достаточную пластичность β - фазы и O - фазы (Ti_2AlNb) [2-4]. Супер α_2 сплавы обладают низкой пластичностью, в связи с этим необходимо тщательно контролировать структуру, текстуру и фазовый состав полуфабрикатов из данных сплавов [5-8].

В данной работе изучалась возможность получения тонколистовых полуфабрикатов из сплава ВТИ-2. Химический состав сплава представлен в таблице 1. Технология получения тонколистовых полуфабрикатов сплава ВТИ-2 включает в себя горячую прокатку при температуре 1060°C и горячую прокатку в пакете при температуре 950°C. В данной работе проводилось несколько горячих прокаток в пакете до разных толщин.

Исследование микроструктуры проводилось на микроскопе «OLYMPUS GX51». Рентгеноструктурный фазовый анализ был проведен на установке «Bruker D8 Advance» в медном K_α - излучении с длиной волны $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$ с помощью позиционночувствительного детектора LynxEye.

Таблица 1. Химический состав сплава ВТИ-2

Содержание легирующих элементов, ат. %						
Ti	Al	Nb	Zr	V	Mo	Si
Основа	19,35	11,77	0,87	1,46	0,52	0,53

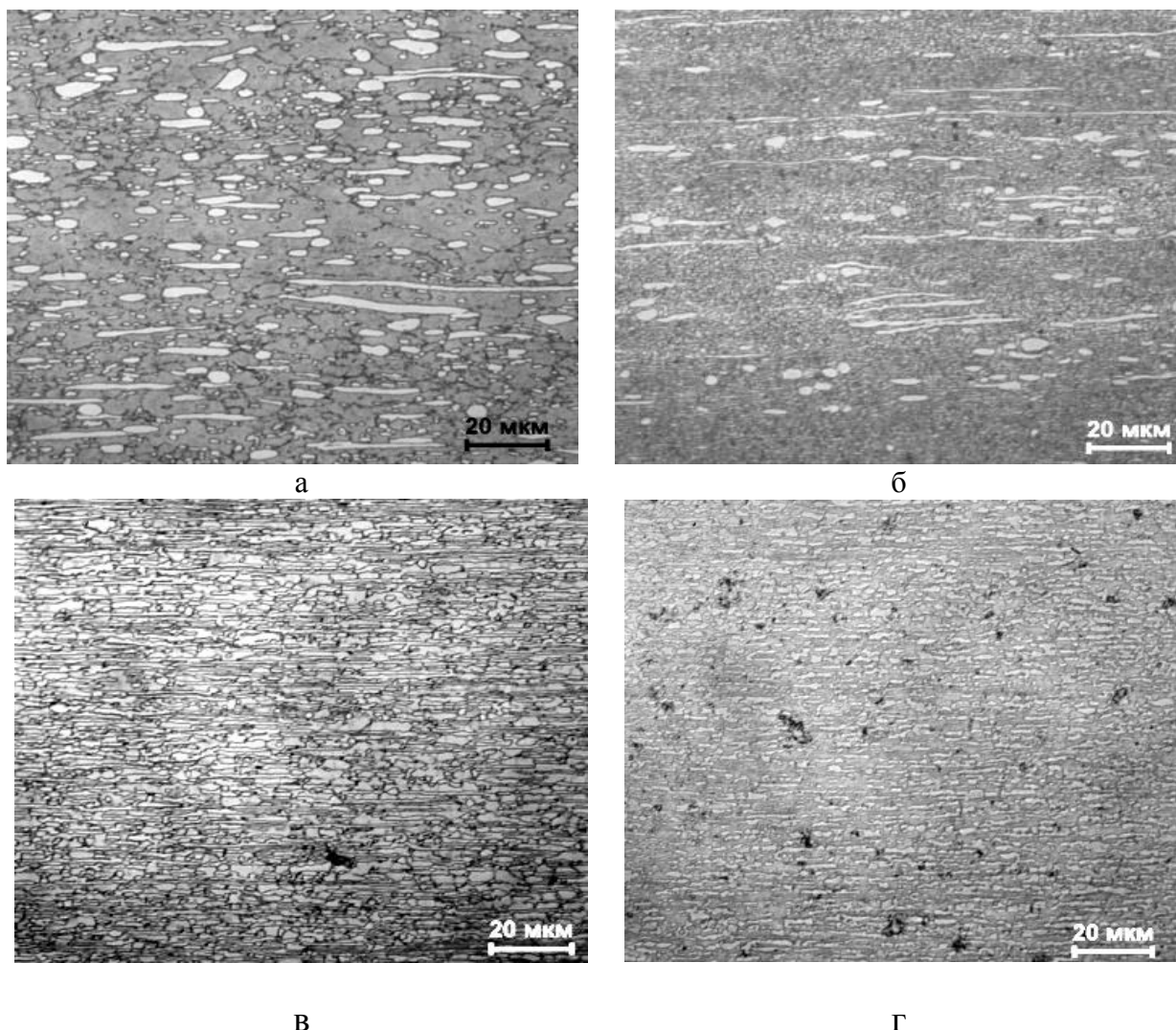


Рис. 1. Микроструктура листов сплава ВТИ-2 после различных обработок (поперечное направление):

- а) горячая прокатка при температуре 1060 °С до толщины 7 мм;
- б) горячая пакетная прокатка при температуре 950 °С до толщины 1,6 мм (пакет №1);
- в, г) горячая пакетная прокатка при температуре 950 °С до толщины 0,7 мм (пакеты №2 (в) и №3(г)).

В структуре листа толщиной 7 мм после горячей прокатки при температуре 1060 °С наблюдаются первичные выделения, которые имеют как глобулярную, так и пластинчатую форму, рис. 1, а. При этом пластинчатые выделения ориентированы вдоль направления прокатки.

Фазовый состав листа сплава ВТИ-2 толщиной 7 мм после горячей прокатки при температуре 1060°C представлен, в основном, О- и β - фазами, рис. 2. Период решетки β -фазы составляет 0,3250 нм. Также в листе присутствуют следы α_2 -фазы. В поперечном направлении линия $(220)_0$ лежащая при углах 2θ 35-36 градусов имеет ассиметричный профиль и имеет аномальное уширение, это может быть из-за наличия рядом линии $(200)_{\alpha_2}$. Фазовый состав: $O_H + \beta + (\alpha_2)$.

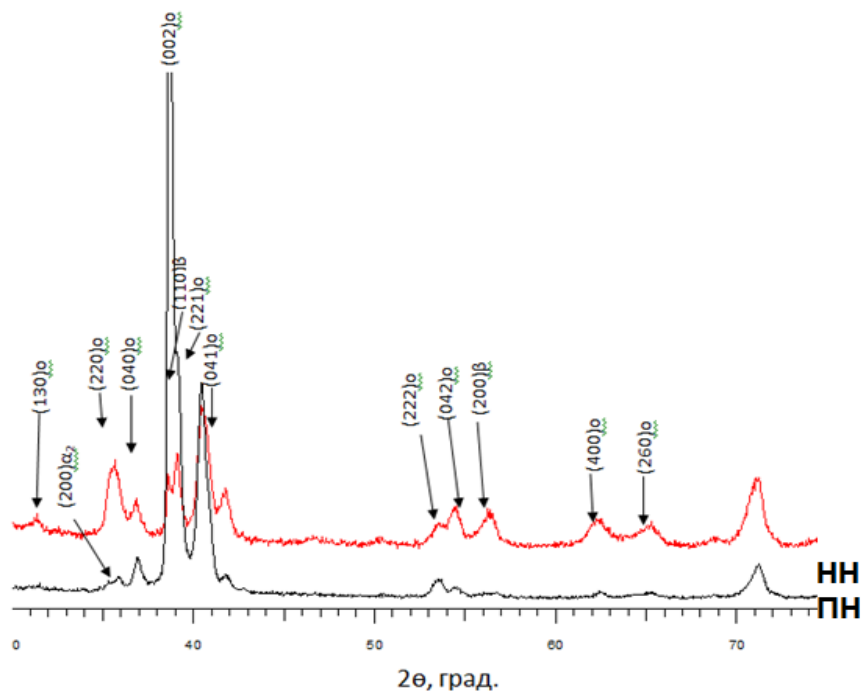


Рис. 2. Дифрактограммы листа сплава ВТИ-2 толщиной 7 мм после горячей прокатки при температуре 1060°C

В структуре листа после горячей прокатки в пакете 1 при 950°C (рис. 1, б) наблюдается много первичных выделений разной дисперсности. Выделения имеют два типа: глобулярные слегка вытянутые толщиной до 5 мкм и сильно вытянутые вдоль направления прокатки толщиной до 5 мкм, длиной до 100 мкм.

На дифрактограмме после горячей прокатки при температуре 950°C в основном присутствуют линии О фазы, а так же линии β -фазы, присутствует линия $002\alpha_2$ фазы, рис. 3. О том, что это линия α_2 свидетельствует малое уширение (разрешается дуплет линий). При том, что линии О-фазы имеют гораздо большее уширение. Фазовый состав: $O_{\beta} + \beta + (\alpha_2)$. Период решетки β -фазы 0,3252 нм.

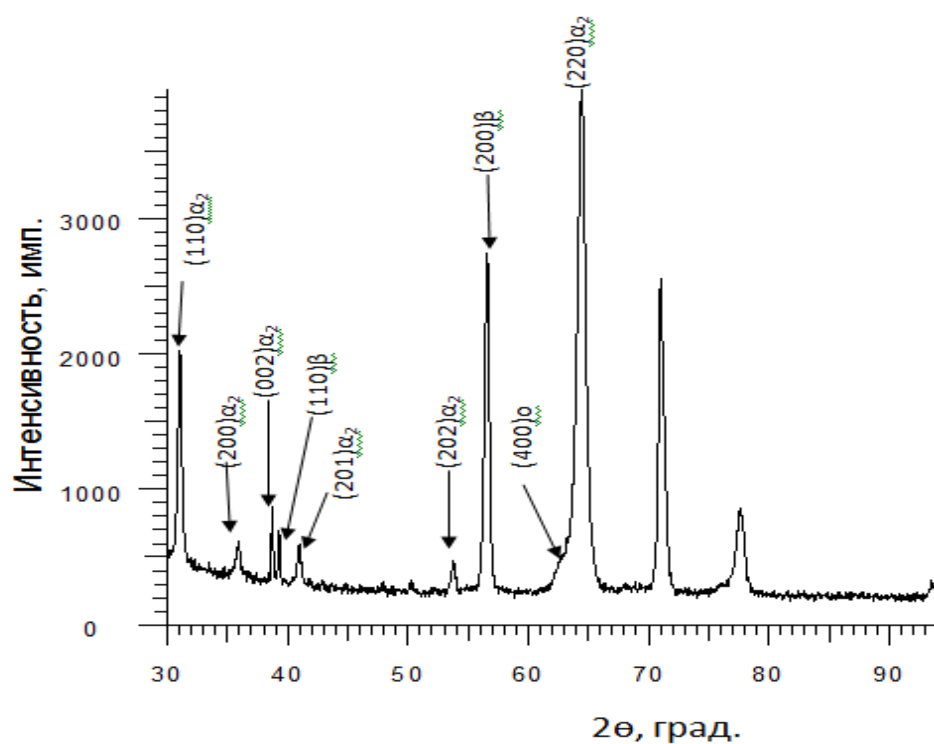


Рис. 3. Дифрактограмма листа сплава ВТИ-2 толщиной 1,6 мм после горячей прокатки в пакете при температуре 950°C

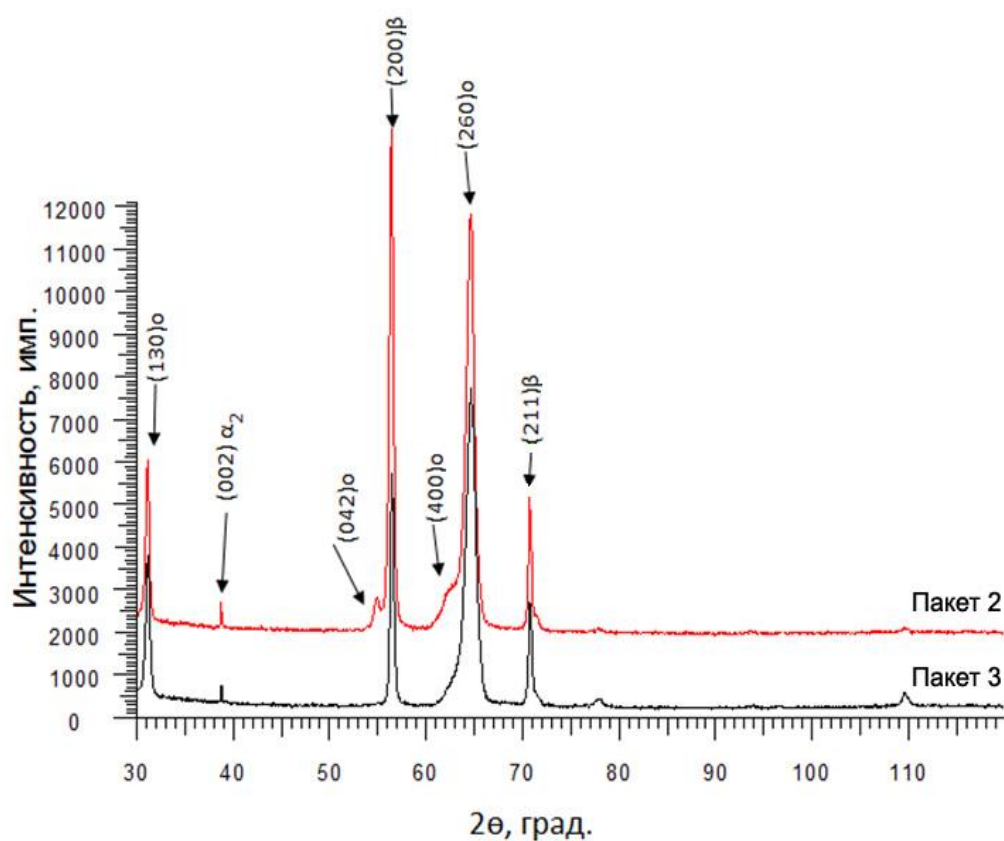


Рис. 4. Дифрактограмма листа сплава ВТИ-2 толщиной 0,7 мм после горячей прокатки в пакете 2 и в пакете 3 при температуре 950 °C

Микроструктура листов сплава после горячей прокатки в пакете 2 и 3 до толщин 0,7 мм при температуре 950°C довольно схожа, рис. 1, в, г. В структуре обоих листов наблюдаются, в основном, вытянутые первичные выделения на фоне β матрицы, также присутствуют глобулярные выделения. Их доля не велика и составляет порядка 5-10%. Отметим, что первичные выделения в листах из пакета 3 имеют меньшие размеры. Толщина (в вертикальном направлении) выделений в пакете 2 порядка 3...4 мкм, в пакете 3 – 1...2 мкм.

На дифрактограмме после горячей прокатки в пакете 2 при температуре 950°C в основном присутствуют линии О фазы, а так же линии β -фазы, рис. 4. Фазовый состав: $\beta + O_{\beta} + (\alpha_2)$. Период решетки β -фазы 0,3264 нм. На дифрактограмме после горячей прокатки в пакете 3 при температуре 950°C присутствуют линии О и β фазы, рис. 4. Период решетки β -фазы 0,3262 нм. Более высокие значения периодов β -фазы свидетельствуют о большей ее стабильности в данном сплаве, в основном из-за большого количества ниобия, который слегка повышает период β -фазы [3-4].

Изменение фазового состава сплава ВТИ-2 после различных термомеханических обработок представлено в таблице 2.

Таблица 2 Фазовый состав сплава ВТИ-2 после термомеханической обработки

Обработка	Конечная толщина, мм	Фазовый состав
ГП 1060°C	7	$O_{\text{H}} + \beta + (\alpha_2)$
ГП в пакете 1 при 950°C + СО* 950°C	1,6	$\beta + O_{\beta} + (\alpha_2)$
ГП в пакете 2 при 950°C + СО* 950°C	0,7	$\beta + O_{\beta} + (\alpha_2)$
ГП в пакете 3 при 950°C + СО* 950°C	0, 7	$\beta + O_{\beta} + (\alpha_2)$

* СО – совмещенный отжиг сразу после горячей прокатки

В ходе исследования было обнаружено, что в листах сплава ВТИ-2 после горячей прокатки при температуре 1060°C и охлаждении на воздухе формируется трехфазное $O + \beta + (\alpha_2)$ состояние. Обнаружена рекристаллизация зерен β -фазы. Во время последеформационного охлаждения произошел распад высокотемпературной β -фазы с образованием большого количества низкотемпературной О-фазы. Обнаружено, что введение дополнительного последеформационного отжига на этапе пакетной прокатки листов сплава ВТИ-2 способствует стабилизации высокотемпературной β -фазы, что позволяет избежать ее распада во время охлаждения пакета. Получено

воспроизведение результатов по стабилизации β -фазы при прокатке второго и третьего пакета.

Работа выполнена при финансовой поддержке молодых ученых УрФУ в рамках реализации программы развития Урфу

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ:

1. Попов А.А., Дроздова Н.А. Принципы легирования двухфазных жаропрочных сплавов на основе титана // Физика металлов и металловедение. 1997. Т. 84, №4. С. 123-132.
2. Ward C.H. Microstructure evolution and its effect on tensile and fracture behaviour of Ti-Al-Nb α_2 intermetallics // International Materials Reviews. 1993. V.38, №2. P.79-101.
3. A.A. Popov, A.G. Illarionov, S.V. Grib, S.L. Demakov, M.S. Karabanalov, and O.A. Elkina Phase and Structural Transformations in the Alloy on the Basis of the Orthorhombic Titanium Aluminide // The Physics of Metals and Metallography, 2008, Vol. 106, No. 4, pp 399-410.
4. Demakov S.L., Stepanov L.S., Popov A.A. Phase transformations in an alpha(2) titanium superalloy: I. Effects the quenching temperature and time at quenching temperature on the phase composition and structure of the alloy // FIZIKA METALLOV I METALLOVEDENIE, 1998, V. 86. Issue 5. Pp. 115-122.
5. А.М. Захаров, С.В. Олейникова, Т.Р. Смирнова Фазовые равновесия в системе Nb-Ti-Al в интервале концентраций 25...40 %Ti и 0...20 %Al // Металлы. 1992. №5. С. 112-116.
6. C.H. Ward, J.C. Williams Microstructural instability in the alloy Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo // Scr.met.et mater. 1990. № 4. P. 617-622.
7. Казанцева Н.В., Демаков С.Л., Попов А.А. Микроструктура и пластическая деформация орторомбических алюминидов титана Ti₂AlNb. III. Образование двойников превращения при фазовом переходе B2-O // Физика металлов и металловедение. 2007, т.103, №4. с.395-405.
8. Казанцева Н.В., Демаков С.Л., Попов А.А. Микроструктура и пластическая деформация орторомбических алюминидов титана Ti₂AlNb. IV. Образование двойников превращения при фазовом переходе α_2 -O. // Физика металлов и металловедение. 2007 т.103, №4. с.406-412.